

УДК 538.591; 620.178.3

С.Ф. ГНЮСОВ, В.П. РОТШТЕЙН**, С.Д. ПОЛЕВИН***, С.А. КИЦАНОВ*****

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Проведены сравнительные исследования закономерностей пластической деформации и разрушения поликристаллической стали Гадфильда при квазистатическом растяжении, ударном изломе и ударно-волновом нагружении с тыльным отколом. В качестве генератора ударных волн использован ускоритель «СИНУС-7» с параметрами электронного пучка: максимальная энергия электронов 1,35 МэВ, длительность импульса на полувысоте 45 нс, максимальная плотность мощности на мишени $3,4 \cdot 10^{10}$ Вт/см²; амплитуда ударной волны ~ 20 ГПа; скорость деформации ~ 10^6 с⁻¹. Установлено, что при переходе от квазистатического растяжения и ударного излома к ударно-волновому нагружению происходит смена механизма разрушения с вязкого транскристаллитного к смешанному вязкохрупкому интеркристаллитному. Показано, что причиной интеркристаллитного характера откольного разрушения является локализация пластической деформации вблизи межзеренных границ, содержащих карбидную прослойку.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, откольное разрушение, сильноточный электронный пучок.

Введение

Высокомарганцовистая аустенитная сталь Гадфильда обладает уникальным сочетанием механических свойств: высокой износостойкостью, обусловленной повышенной склонностью к холодному наклепу, хорошей пластичностью и ударной вязкостью. Благодаря этому сталь Гадфильда широко используется для изготовления деталей машин, работающих в условиях ударно-абразивного износа. В процессе эксплуатации эти детали подвергаются ударному нагружению, что может приводить к катастрофическому разрушению. Чтобы его предсказать, важно выяснить, как влияет скорость деформации на развитие процессов пластического течения и разрушения. К настоящему времени в экспериментах на поли- и монокристаллах установлены основные закономерности и механизмы деформационного поведения и разрушения стали Гадфильда при квазистатическом нагружении [1–5]. Систематические исследования поведения данной стали при динамическом нагружении ограничиваются работой [6], в которой образцы подвергались ударному сжатию со скоростями деформации $\dot{\epsilon} = (1–8,3) \cdot 10^3$ с⁻¹.

Особый интерес представляют исследования динамической деформации и разрушения металлических материалов при $\dot{\epsilon} \geq 10^5$ с⁻¹, реализуемых при ударно-волновом нагружении в режимах тыльного откола мишени [7, 8]. Для формирования ударных волн, наряду с высокоскоростным соударением пластин, используют наносекундные ионные [9] и электронные [10, 11] пучки с плотностью мощности $10^{10}–10^{11}$ Вт/см².

Целью настоящей работы является сравнительное исследование закономерностей пластической деформации и разрушения поликристаллической стали Гадфильда при трех режимах нагружения, существенно отличающихся скоростью деформации: квазистатическом растяжении, ударном изломе и ударно-волновом нагружении с тыльным отколом.

Методика эксперимента

Для экспериментов использовали сталь 110Г13 (Fe–14,2 Mn– 1,5 Si – 1,2 C – 0,3 Cr – 1,03 Ni – 0,0052 S – 0,024 P, вес. %) в виде слитков диаметром 40 мм и высотой 100 мм. Слитки подвергли горячей ковке, отжигу при 1050 °С (2 ч) с последующей закалкой в воду. Из полученных пластин размером 10×40×300 мм на электроэрозионном станке вырезали три типа образцов: 1) для квазистатического растяжения – 80×5×5 мм; 2) для ударного излома – 55×5×5 мм с V-образным концентратором; 3) для ударно-волнового нагружения с тыльным отколом – диски диаметром 15 мм и толщиной от 1,5 до 4 мм. Предварительно все рабочие поверхности образцов подвергали механической шлифовке и полировке. Квазистатические испытания проводили на установке типа «Shenk» ($\dot{\epsilon} = 1,4 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹); для ударного излома использовали маятниковый копер с энергией 50 Дж ($\dot{\epsilon} \sim 10^2$ с⁻¹).

Эксперименты по ударно-волновому нагружению проводили на сильноточном электронном ускорителе СИНУС-7, диодная система которого была модернизирована с целью повышения плотности тока и соответственно амплитуды ударной волны до уровня, необходимого для тыльного откола массивных мишеней из высокопрочных сталей и сплавов. Электронный пучок формировался в вакуумном диоде с взрывоэмиссионным полусферическим катодом диаметром 6 мм (сталь 12Х18Н10Т) во внешнем продольном магнитном поле 17 кЭ. При напряжении на катоде 1,35 МэВ и зазоре между катодом и анодом 7 мм ток в диоде достигал 20 кА. Мишень устанавливали за графитовой диафрагмой диаметром 8 мм и толщиной 3 мм в заземленном аноде. Тыльная поверхность образца оставалась свободной. Максимальная плотность тока в фокальном пятне пучка составляла 25 кА/см², т.е. пиковая плотность мощности 3,4·10¹⁰ Вт/см²; длительность импульса электронного тока на полувысоте 45 нс. Поперечное распределение плотности тока пучка на мишени было близко к однородному.

За счет объемного характера энерговыделения (глубина пробега электронов в Fe составляет ~ 1,2 мм) за один импульс происходила абляция материала мишени с образованием лунки глубиной 0,6–0,8 мм и диаметром 6–7 мм. Согласно оценкам, основанным на результатах моделирования динамики ударной волны для чистых металлов [10], в образце формировалась квазиплоская ударная волна сжатия длительностью ~ 0,2 мкс и амплитудой ~ 20 ГПа. При отражении ударной волны от свободной поверхности формировалась волна растяжения, приводящая к тыльному отколу. Скорость деформации составляла ~ 10⁶ с⁻¹ [10].

Микроструктуру материала исследовали с помощью оптической микроскопии на микроскопе Olympus GX 51, растровой электронной микроскопии на приборе Philips SEM 515, снабженном микроанализатором EDAX ECON IV. Химическое травление микрошлифов проводили в 4 %-м спиртовом растворе HNO₃. Фрактографические исследования поверхностей разрушения проводили методом растровой электронной микроскопии. Исследование фазового состава образцов проводили с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в фильтрованном CoK_α-излучении в интервале углов 2θ = 15–150° с шагом 0,1°.

Микротвердость образцов после нагружения измеряли на приборе ПМТ-3 на поперечных шлифах с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 0,981 Н.

Результаты и их обсуждение

1. Квазистатическое нагружение и ударный излом

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, сталь 110Г13 в исходном состоянии имеет ГЦК-структуру с параметром решетки $a = (0,36312 \pm 0,00047)$ нм, средний размер зерна составляет 118 мкм, микротвердость 2,7 ГПа. Диаграмма растяжения имеет монотонную параболическую форму. Из этой диаграммы следует, что предел текучести стали $\sigma_{0,2} = 410$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 940$ МПа, относительное удлинение $\delta = 33$ %. Микроструктура продольного сечения образца после испытаний на растяжение показана на рис. 1, а.

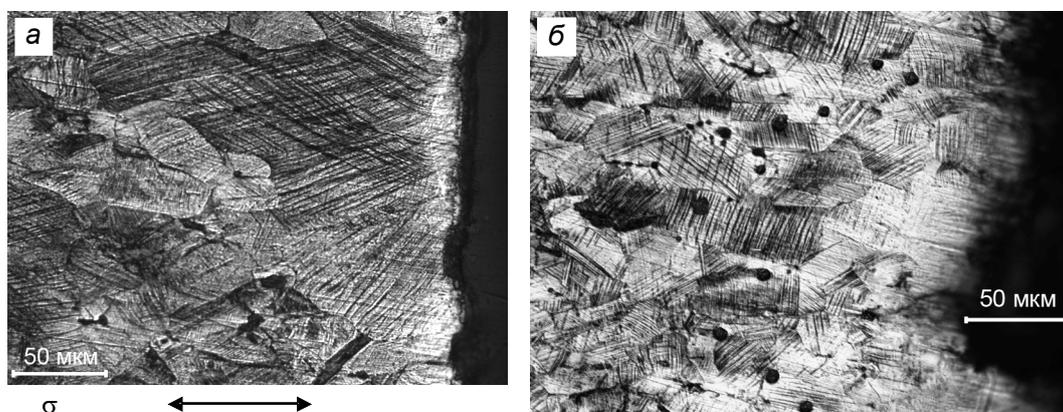


Рис. 1. Зеренная структура со следами пластической деформации в образцах из стали 110Г13 после испытаний на растяжение (а) и ударный излом (б). Поверхности разрушения расположены справа

Видно, что зерна сильно вытянуты в направлении приложенной нагрузки. Активная деформация протекает без образования шейки во всех зернах. Возможными механизмами деформации являются скольжение и двойникование [1, 2, 4, 5]. Средняя микротвердость равна 4,33 ГПа, т.е. деформационное упрочнение составляет $\sim 60\%$. Поверхность разрушения расположена нормально к приложенной нагрузке. Разрушение носит явно выраженный транскристаллитный характер. Из фрактограммы, приведенной на рис. 2, а, следует, что разрушение является вязким. Оно характеризуется наличием двух типов областей разрушения, отличающихся средним размером ямок отрыва. Распределение ямок отрыва по размерам, полученное методом секущих, приведено на рис. 3, а.

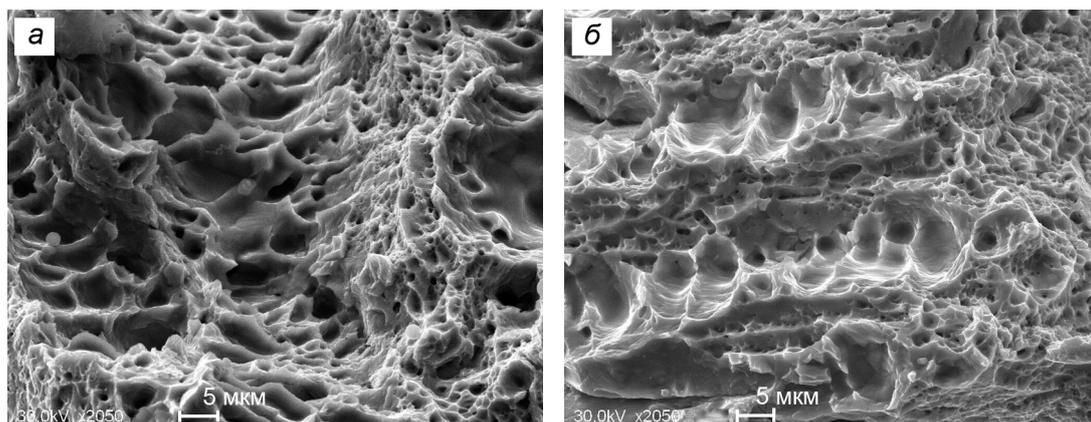


Рис. 2. Фрактограммы образцов из стали 110Г13 после испытаний на растяжение (а) и ударный излом (б)

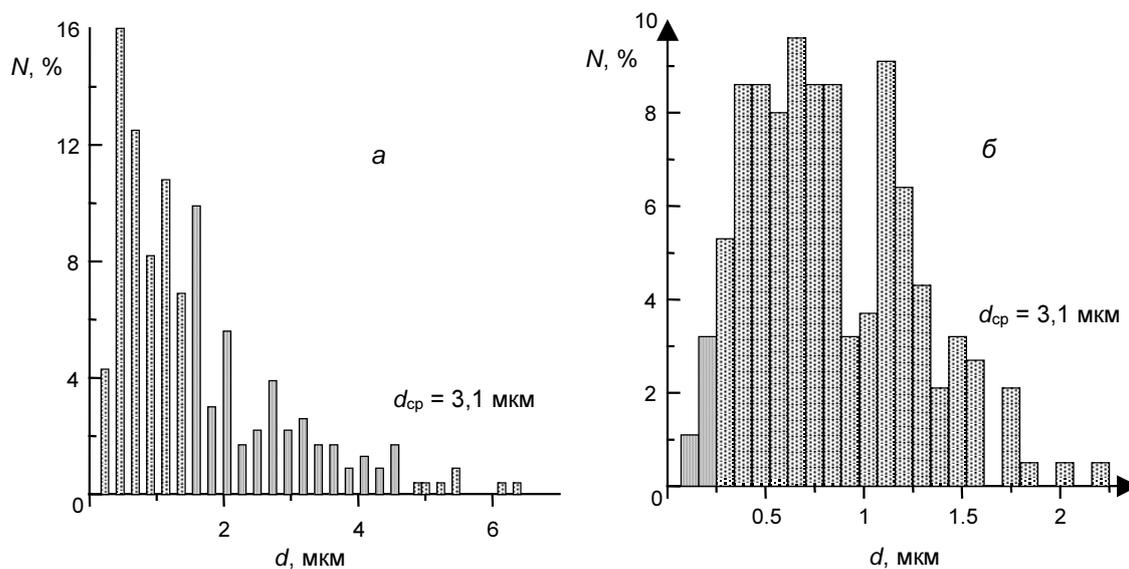


Рис. 3. Распределение ямок отрыва по размерам для образцов стали 110Г13 после квазистатического растяжения (а) и тыльного откола (б); d_{cp} – средний размер ямок отрыва

Структура продольного сечения образца после ударного излома показана на рис. 1, б. Разрушение, как и при квазистатическом нагружении, носит транскристаллитный характер. Фрактограмма поверхности разрушения показана на рис. 2, б. Видно, что вязкий характер разрушения с чередованием областей с крупными и мелкими ямками отрыва полностью сохраняется. Отличие состоит в следующем: 1) область интенсивной деформации распространяется только на глубину ~ 1 мм от поверхности разрушения; 2) деформированные зерна вытягиваются незначительно, причем только вблизи поверхности разрушения; 3) степень деформации соседних зерен может заметно отличаться.

Таким образом, несмотря на увеличение скорости деформации почти на 5 порядков по сравнению с квазистатическим режимом, механизм пластической деформации и разрушения не изменяется: в обоих случаях реализуется вязкое транскристаллитное разрушение.

2. Ударно-волновое нагружение и тыльный откол

Эксперименты показали, что на всех ударно нагруженных образцах наблюдается тыльный откол. С ростом толщины мишени в интервале от 1,5 до 4 мм толщина отколотого слоя растет почти линейно от 0,4 до 0,6 мм. Такая зависимость характерна для откольного разрушения металлических мишеней ударными волнами, генерируемыми наносекундными лазерными [12] и электронными [10, 11] пучками. Связано это с тем, что с ростом толщины мишени амплитуда ударной волны, достигшей тыльной поверхности мишени, падает из-за затухания, следовательно, растет расстояние, на котором амплитуда отраженной волны достигает динамической (откольной) прочности материала. Относительное удлинение отколотого слоя составляет 10–20 %, что в 1,7–3,5 раза меньше, чем при квазистатическом растяжении.

Ударно-волновое нагружение приводит, как и в случае квазистатического нагружения, к деформационному упрочнению. Профили микротвердости имеют максимум, расположенный на определенной глубине от дна лунки абляции. При толщине мишеней от 2,5 до 4 мм эта глубина составляет ~ 0,7 мм, а при толщине 1,5 и 2 мм максимум расположен на глубинах 0,2 и 0,3 мм соответственно.

Максимальная микротвердость, в зависимости от толщины мишени, составляет 3,5–4,7 ГПа, что близко к случаю квазистатического нагружения. На больших глубинах микротвердость монотонно снижается, оставаясь выше исходной. Монотонное снижение микротвердости справа от максимума хорошо согласуется с затуханием ударной волны в процессе ее распространения от лицевой к тыльной поверхности [10].

Разупрочнение вблизи лицевой поверхности связано с тем, что в зоне теплового влияния пучка материал наряду с деформационным упрочнением подвергается интенсивному тепловому воздействию (отжигу). Непосредственно вблизи дна лунки абляции (на глубине примерно до 20 мкм от дна) микротвердость падает до 2,3 ГПа, т.е. ниже исходной. Это связано с формированием дендритной структуры в результате импульсного плавления. Согласно РСА, интегральная ширина линий γ -фазы в этом слое уменьшается примерно в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, т.е. данная структура является более равновесной.

Поперечное сечение ударно нагруженных образцов представлено на рис. 4. Судя по наличию следов пластической деформации, ее степень существенно ниже, чем при квазистатическом растяжении и ударном изломе. Деформация крайне неоднородна как в пределах одного зерна, так и при переходе от зерна к зерну. В зернах с благоприятной ориентацией размером $d \leq 80$ мкм пластическая деформация, как правило, распространяется по всему объему зерна. В более крупных зернах она локализована вблизи границ, расположенных под некоторым углом к оси образца (рис. 4, б). Очевидно, что неоднородность деформации связана с различной кристаллографической ориентацией зерен по отношению к фронту ударной волны.

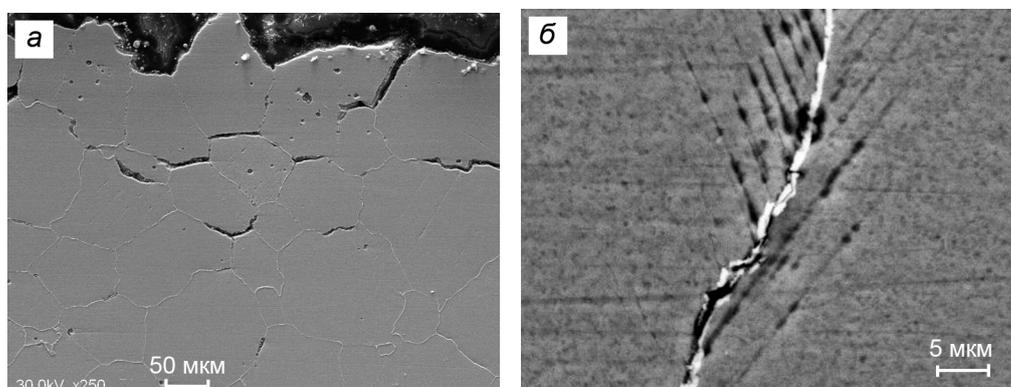


Рис. 4. Поперечное сечение ударно нагруженных образцов из стали 110Г13: а – поверхность тыльного откола расположена сверху; б – стрелкой показана продольная микротрещина в карбидной прослойке. Растровая электронная микроскопия

Из рис. 4 следует, что откольное разрушение носит чисто интеркристаллитный характер. Это связано с наличием вторых фаз на границах зерен в виде сетки и локализацией деформации вблизи этих границ. В [6] показано, что в закаленной стали Гадфильда второй фазой на межзеренных границах является карбид $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Начальные микропоры образуются на границе между карбидной прослойкой и зерном γ -фазы в местах локализации деформации. Далее микропоры растут и объединяются вдоль карбидной прослойки, образуя протяженную микротрещину по границе зерна. Иногда наблюдается продольное хрупкое разрушение самой карбидной прослойки (рис. 4, б). Отметим, что микропоры возникают не только по границам зерен, но и в объеме зерен, предположительно на пересечении двойников деформации, но они не растут и соответственно не инициируют разрушение.

Фрактограммы поверхностей тыльного откола образцов из стали 110Г13 представлены на рис. 5. Рис. 5, а отражает полиэдрическую форму нескольких соседних зерен, разделенных зернограницными трещинами. На макроуровне средний размер фрагментов рельефа поверхности откола равен среднему размеру зерна. Это является дополнительным подтверждением интеркристаллитного характера откольного разрушения. На микроуровне разрушение является вязким (рис. 5, б, в) или вязкохрупким (рис. 5, г).

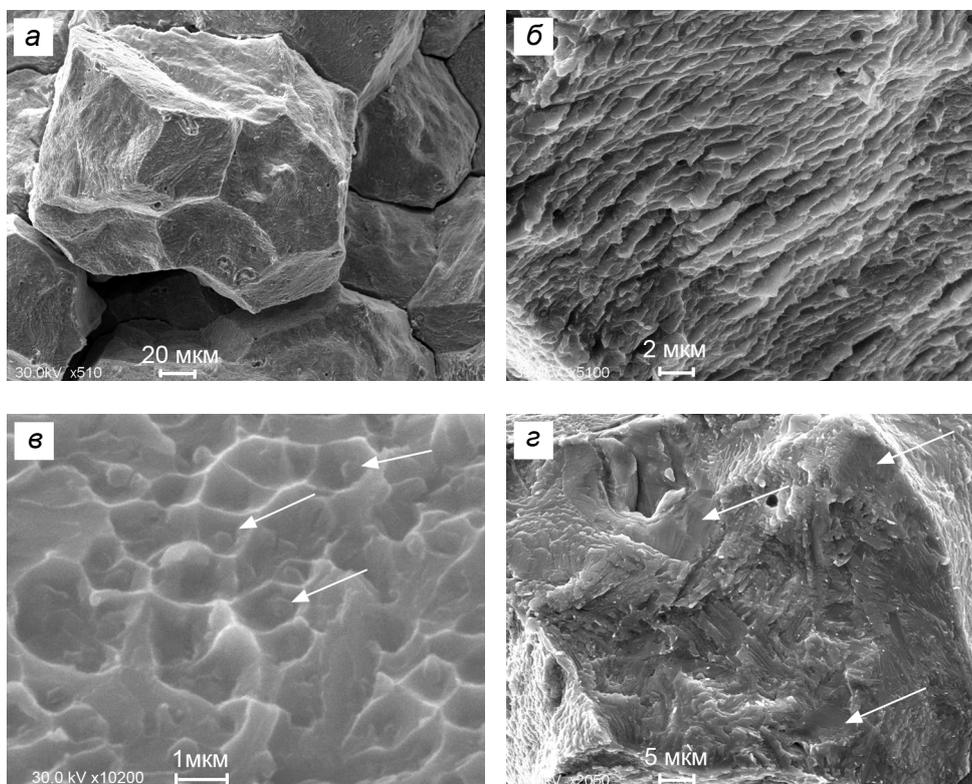


Рис. 5. Фрактограммы тыльного откола образцов из стали 110Г13. Стрелки: в – частицы второй фазы; г – фасетки скола

На поверхности откола наблюдается три типа микрорельефа. Чаще всего формируется периодический полосовой микрорельеф (рис. 5, б), свидетельствующий о вязком сдвиге. Вторым типом характерен для вязкого ямочного отрыва (рис. 5, в). Внутри ямок отрыва видны глобулярные частицы второй фазы, предположительно карбида M_3C . Оба типа микрорельефа наблюдаются преимущественно в центральной области чашки откола. Предположительно, они возникают вблизи межзеренных границ при вязком разрушении γ -фазы под действием касательных и нормальных напряжений соответственно. Третий тип микрорельефа характерен для хрупкого отрыва (рис. 5, г). Он сосредоточен на периферии, и его доля быстро падает от края к центру чашки откола. Фасетки скола, вероятнее всего, образуются в результате хрупкого разрушения (скола) карбидной прослойки. Таким образом, откольное разрушение стали 110Г13 является транскристаллитным смешанным вязкохрупким с преобладанием вязкого отрыва.

На рис. 3, б представлено распределение по размерам ямок отрыва для тыльного откола (центральная часть чашки откола). Видно, что средний размер ямок отрыва примерно в 3 раза меньше, чем при квазистатическом разрушении.

Таким образом, при переходе от квазистатического растяжения и ударного излома к ударно-волновому нагружению происходит, во-первых, локализация пластической деформации в приграничных областях, во-вторых, смена механизма разрушения с вязкого транскристаллитного к инттеркристаллитному вязкохрупкому.

Смену механизмов деформации и разрушения можно объяснить следующим образом. В экспериментах на никеле [13] показано, что при скорости деформации в интервале 10^3 – 10^4 с⁻¹ происходит резкое увеличение динамической прочности и уменьшение пластичности. Аналогичные результаты были получены на образцах из меди [14] и стали Гадфильда [6]. В [15] предложена модель, описывающая изменение деформационного поведения ГЦК-металлов при увеличении скорости деформации. Показано, что в интервале $\dot{\epsilon} = 10^3$ – 10^4 с⁻¹ механизм деформации изменяется с термически активируемого дислокационного скольжения, характерного для медленного нагружения, на нестабильное пластическое течение, обусловленное ускоренной генерацией дислокаций при $\dot{\epsilon} \geq 10^4$ с⁻¹. В случае стали Гадфильда дополнительный вклад в деформационное упрочнение и ограничение пластичности при повышенных значениях $\dot{\epsilon}$ вносит двойникование [6, 16].

Независимо от скорости деформации генерация дислокаций начинается у границ зерен, служащих концентраторами напряжений. Размер области локализации деформации определяется скоростью движения дислокаций и временем нагружения τ . Принимая, что в ГЦК-металлах (Al, Cu) максимальная скорость движения дислокаций составляет 10–100 м/с [17], получим, что при квазистатическом нагружении ($\tau = 2,3 \cdot 10^2$ с) и ударном изломе ($\tau \sim 10^{-3}$ с) деформация развивается во всем объеме зерен (см. рис. 1). Это обуславливает транскристаллитный характер разрушения.

В случае ударно-волнового нагружения амплитуда генерируемой ударной волны (~ 20 ГПа) из-за сильного затухания в материале падает в несколько раз у тыльной поверхности, а ее длительность (при толщине образца 4 мм) увеличивается примерно в 2 раза (с $\tau \sim 2 \cdot 10^{-7}$ до $\tau \sim 4 \cdot 10^{-7}$ с) [10]. Отсюда следует, что размер области локализации деформации составляет ~ 40 мкм, что согласуется с характерной длиной следов скольжения (длиной двойников) (рис. 4, б). Это означает, что в зернах с благоприятной ориентацией размером $d \leq 80$ мкм следы пластической деформации будут пересекать все зерно. В более крупных зернах деформация будет локализована в приграничных объемах. Приведенные оценки качественно согласуются с экспериментом. Генерация дислокаций и двойников деформации [6, 16] вблизи границ зерен происходит в условиях их ограниченного оттока и перемещения соответственно в объем зерна за счет кратковременности нагружения.

Локализация деформации приводит к зарождению микропор, их росту и слиянию на границах зерен в ударно нагруженных образцах (рис. 4, б). Это, в конечном счете, приводит к инттеркристаллитному откольному разрушению. Разрушение носит вязкохрупкий характер (рис. 5). Уменьшение размера ямок отрыва по сравнению с квазистатическим нагружением согласуется с рассмотренной выше сменой механизма пластического течения при высоких скоростях деформирования. Наличие на фрактограммах фасеток скола (рис. 5, з) обусловлено хрупким разрушением карбидной сетки. Следовательно, вклад хрупкой составляющей в откольную прочность будет определяться чистотой материала и структурно-фазовым состоянием вторых фаз, выделяемых по границам зерен. Анализ литературных данных [8, 9] показывает, что откольная прочность стали 110Г13 составляет 5–6 ГПа.

Заключение

Рассмотрены особенности деформационного поведения и откольного разрушения поликристаллической стали Гадфильда при ударно-волновом нагружении по сравнению с квазистатическим разрушением и ударным изломом. Квазиплоскую ударную волну амплитудой ~ 20 ГПа и длительностью $\sim 0,2$ мкс формировали путем воздействия на мишени высокоэнергетического релятивистского электронного пучка с плотностью мощности $3,4 \cdot 10^{10}$ Вт/см². Указанные параметры ударной волны обеспечивали тыльный откол мишеней толщиной как минимум 4 мм при скорости деформации $\sim 10^6$ с⁻¹.

Установлено, что в ударно нагруженных образцах степень деформации отколотого слоя значительно ниже предельной деформации при квазистатическом растяжении. Пластическое течение

протекает крайне неоднородно как в пределах одного зерна, так и в соседних зернах. Деформация начинается вблизи межзеренных границ и охватывает все зерно, если его размер не превышает ~ 80 мкм. Локализация пластической деформации последовательно приводит к зарождению микропор, их росту и слиянию вдоль границ зерен и, как результат, к интеркристаллитному откольному разрушению. Откольное разрушение осуществляется путем смешанного вязкохрупкого отрыва с преобладанием вязкой составляющей. Хрупкое разрушение происходит по карбидной прослойке преимущественно на периферийной области зоны откола. В случае квазистатического растяжения и ударного излома разрушение является типично вязким транскристаллитным, причем размер ямок отрыва примерно в 3 раза больше, чем при откольном разрушении. Смена механизма разрушения в ударно нагруженных образцах связана с локализацией деформации вблизи межзеренных границ, содержащих карбидную прослойку.

Показана перспективность использования ускорителя «СИНУС-7» в качестве генератора субмикросекундных ударных волн амплитудой примерно до 20 ГПа для исследования высокоскоростной деформации и откольного разрушения массивных мишеней из высокопрочных сталей и сплавов.

Авторы благодарят Л.Б. Зуева, Е.Ф. Дударева за полезные обсуждения и Ю.А. Колубаеву за помощь при проведении исследований методом растровой электронной микроскопии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Raghavan K.S., Sastri A.S., and Marcinkowski M.J. // *Trans. Met. Soc. AIME.* – 1968. – V. 245. – P. 1569–1575.
2. Datsur Y.N. and Leslie W.C. // *Met. Trans. A.* – 1981. – V. 12A. – P. 749–759.
3. Rittel D. and Roman I. // *Metal. Trans. A.* – 1988. – V. 19A. – P. 2269–2277.
4. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Захарова Е.Г. и др. // *Изв. вузов. Физика.* – 2002. – № 3. – С. 61–71.
5. Астафурова Е.Г., Чумляков Ю.И. *Физика металлов и материаловедение.* – 2009. – Т. 108. – № 5. – С. 541–550.
6. Lee W-S. and Chen T-H. // *Proc. Instn. Mech. Engrs. C: J. Mech. Eng. Sci.* – 2002. – V. 216. – P. 971–982.
7. Meyers M.A. *Dynamic behavior of materials.* – N.Y.: J. Wiley & Sons, 1994. – 668 p.
8. Antoun T., Seaman L., Curran D.R., et al. *Spall fracture.* – N.Y.: Springer Verlag, 2003. – 404 p.
9. Baumung K., Bluhm H., Kanel G.I., et al. // *Int. J. Impact Eng.* – 2001. – V. 25. – P. 631–639.
10. Марков А.Б., Кицанов С.А., Ротштейн В.П. и др. // *Изв. вузов. Физика.* – 2006. – № 7. – С. 69–74.
11. Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Бакач Г.П. и др. // *Там же.* – 2009. – № 3. – С. 9–24.
12. Eliezer S., Gilath I., and Bar-Noy T. // *J. Appl. Phys.* – 1990. – V. 67. – No. 2. – P. 715–724.
13. Greulich F. and Murr L.E. // *Mater. Sci. Eng.* – 1979. – V. 39. – No. 1. – P. 81–93.
14. Nemat-Nasser S. and Li Y. // *Acta Mater.* – 1998. – V. 46. – No. 2. – P. 565–577.
15. Zerilli F.J. and Armstrong R.W. // *Acta Metall.* – 1992. – V. 40. – No. 8. – P. 1803–1808.
16. Champion A.R. and Rodhe R.W. // *Appl. Phys.* – 1970. – V. 41. – No. 5. – P. 2213–2223.
17. Надгорный Э.М. // *Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения* / под ред. Ю.А. Осипьяна и Р.И. Энтина. – М.: Наука, 1972. – С. 151–175.

*Национальный исследовательский
Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
E-mail: gnusov@rambler.ru

Поступила в редакцию 30.03.10.

**Томский государственный педагогический университет, г. Томск, Россия
***Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Гнюсов Сергей Федорович, д.т.н., профессор;
Ротштейн Владимир Петрович, д.ф.-м.н., профессор ТГПУ, вед. научн. сотр. ИСЭ СО РАН;
Полевин Сергей Декабрович, д.ф.-м.н., ведущ. научн. сотр.;
Кицанов Сергей Александрович, ведущ. инженер.